

高耐衝撃性鋼管及びその製造方法

BACKGROUND OF THE INVENTION

1. Field of the Invention

本発明は、自動車のドアインパクトビーム、バンパー用材料、バンパー補強用材料等の衝撃吸収エネルギーを必要とされる部材として用いられる高耐衝撃性鋼管及びその製造方法に関するものである。鋼管の語は一般的には断面が円形の鋼管を意味するものであるが、本明細書においては断面形状が丸型あるいは角型の鋼管を意味するものとする。ここで丸型とは円、楕円などを含み、角型とは三角形、四角形、五角形などの多角形のみならず、不規則な断面形状を含むものである。

2. Description of the Related Art

自動車の側面衝突時の衝撃吸収を目的とするドアインパクトビーム用部材には高強度の電縫鋼管が多くの場合使用されている。この鋼管ではその素材として引張強度が強く、耐力が小さいことによる衝撃吸収特性の優れていることが求められ、電縫溶接して製造される鋼管であれば、さらにその溶接部での強度や靱性の低下が少ないことが求められている。この衝撃吸収特性は、耐力と引張強度との比として定義される降伏比で表現される。ところが一般に鋼管の引張強度を上げると耐力も大きくなり、従来品では引張強度1500～1600MPa、降伏比70～80%が限界となっていた。このため更に軽量化を図り、衝突安全性を高めるために、一段と高強度、低降伏比の鋼管が求められていた。

なお、従来一般に耐力は、JISに規定されている通り試験片に0.2%の永久歪みを生ずる応力を測定する方法により求められ、この0.2%耐力に基づいて降伏比が算出されている。図1は鋼の応力-歪み曲線を模式的に示した図であり、衝突時に衝撃吸収部材が変形することにより吸収できる衝撃エネルギーはハッチング部分の面積で表される。上記のように従来は0.2%耐力による評価がなされていたため、右下がりのハッチング部分の面積を衝撃エネルギーの吸収能力として設計がなされていた。ところが本発明者の研究によれば、降伏点が明確に現れないいわばなで肩の応力-歪み曲線を持つ鋼材の場合には、図1に示すように衝突時

に鋼管は0.2%の永久歪みを生ずるまでにかなりの衝撃エネルギーを吸収するため、このJISに規定される0.2%耐力を用いた降伏比は、衝撃吸収特性を過小評価していたことが判明した。

一方、電縫溶接部およびその近傍についても強度のみならず、衝撃エネルギー吸収特性を左右する靱性が求められることはいうまでもない。このため特開平7-18374号公報に示すように従来からこれらの特性向上を目指してさまざまな開発がなされているが、従来品は多くの場合、電縫鋼管製造のための電縫溶接部近傍において、強度や靱性が低下する傾向があった。

SUMMARY OF THE INVENTION

本発明は上記した従来の問題点を解決し、従来品よりも更に高強度、低降伏比の材料特性を備え、電縫鋼管である場合には電縫溶接部近傍における靱性の低下のない超軽量と高衝突安全性を兼ね備えた新規な高耐衝撃性鋼管及びその製造方法を提供するためになされたものである。

上記の課題を解決するためになされた請求項1の発明の高耐衝撃性鋼管は、引張強度（以下TSと記す）が1700MPa以上であり、0.1%耐力（以下YSと記す）と引張強度TSとの比（ YS/TS ）である降伏比（以下YRと記す）が72%以下であることを特徴とするものである。請求項2の発明ではTSが1800MPa以上、YRが70%以下であり、請求項3の発明ではTSが1900MPa以上、YRが68%以下であり、請求項4の発明ではTSが2000MPa以上、YRが66%以下である。なお、JISによる引張試験後の転位密度が $10^{10} \sim 10^{14} \text{ mm}^{-2}$ の範囲内にあることが好ましい。

また、本発明は上記の課題を解決するために、電縫溶接部近傍のシャルピー吸収エネルギー特性の測定を行なっていたところ、シャルピー吸収エネルギー特性の低下した部分の破断面には、Si、Mnを含有する酸化物が残留していることを見出し、これらの成分が靱性低下の一つの原因であることを知った。そしてSiとMnとの間に特定の関係、すなわち、 $(Mn/8) - 0.07 \sim (Mn/8) + 0.07$ が成立するとき、溶接部近傍における靱性低下を防止し得ることを確認した。

本発明の請求項5では、引張強度1700MPa以上の高強度を有し、かつ鋼中に存

在するSi量を $(\text{Mn}/8) - 0.07 \sim (\text{Mn}/8) + 0.07$ の範囲に制御したことを特徴とする高耐衝撃性電縫鋼管を要旨とするものである。

本発明の高耐衝撃性鋼管は、鋼中に質量比で、C : 0.19~0.35%、Si : 0.1~0.3%、Mn : 1.0~1.6%、P : 0.025%以下、S : 0.02%以下、Al : 0.010~0.050%、B : 2~35ppm、Ti : 0.005~0.05%を必須成分として含有するものであることが好ましく、さらに質量比で、Nb : 0.005~0.050%、V : 0.005~0.070%、Cu : 0.005~0.5%、Cr : 0.005~0.5%、Mo : 0.1~0.5%、Ni : 0.1~0.5%、Ca : 0.01%以下、希土類元素 (REM) : 0.1%以下のグループから選択された任意の選択成分を含有させることができる。さらに、高周波焼入れにて95%以上マルテンサイト組織とし、かつ旧オーステナイト粒度番号6番以上とすることが好ましい。なお、断面形状は丸型あるいは角型の何れをも含むものとする。

また本発明の高耐衝撃性鋼管の製造方法は、鋼中に質量比で、C : 0.19~0.35%、Si : 0.1~0.3%、Mn : 0.5~1.6%、P : 0.025%以下、S : 0.02%以下、Al : 0.010~0.050%、B : 2~35ppm、Ti : 0.005~0.05%を必須成分として含有し、Nb : 0.005~0.050%、V : 0.005~0.070%、Cu : 0.005~0.5%、Cr : 0.005~0.5%、Mo : 0.1~0.5%、Ni : 0.1~0.5%、Ca : 0.01%以下、希土類元素 (REM) : 0.1%以下のグループ中から選択された選択成分を任意に含有させた鋼管を誘導加熱したうえ、水冷焼入することを特徴とするものである。ここで水冷焼入の冷却速度を100℃/sec以上とし、水冷焼入の冷却水温を35℃以下とすることが好ましい。

上記のように本発明は、従来品に比較して一段と高TS、低YRの材料特性を狙って開発されたものである。一般にこのような高TSの材料は、加熱後に水冷焼入を施し組織をマルテンサイト化することによって得られる。従来は硬質のマルテンサイト組織中に、軟質のオーステナイトやフェライトを一部残留させることによって耐力を低下させ、低降伏比の材料特性を得ていた。しかしこのような従来の手法では、前記したように強度が1500~1600MPa、降伏比が70~80%が限界であった。

これに対して本発明では、マルテンサイト組織中の残留オーステナイトや残留フェライトをなくして従来品に比較して一段と高TSを実現する一方、硬質のマ

ルテンサイト組織中の転位密度を従来品よりも格段に高め、応力下における変形を生じ易くしYS、YRを低減させている。本発明品の転位密度は $10^{10} \sim 10^{14} \text{ m}^{-2}$ であり、従来品の転位密度が $10^8 \sim 10^9 \text{ mm}^{-2}$ であるのに比べて、極めて高密度となっている。このような高転位密度を実現したことにより、本発明の高耐衝撃性鋼管は従来品に比較して一段と高TSでありながら、低YRとなる。しかもYRを算出するためのYS値として従来は用いられていなかった0.1%耐力を採用したため、材料特性が衝撃吸収特性をより正しく反映したものとなり、ドアインパクトビームの設計に際しては限界付近までの軽量化を図ることが可能となる。

また、上記したように、電縫溶接部に発生するSi、Mnを含有する酸化物が溶接部の靱性を低下させる原因と考えられるが、本発明ではSi量を $(\text{Mn}/8) - 0.07 \sim (\text{Mn}/8) + 0.07$ の範囲に制御することによって、上記の酸化物を電縫溶接部から排出することができ、後記する実施例のデータに示すように、1700MPa以上の高い引張強度を維持しつつ、溶接部の靱性低下を完全に防止することができる。

BRIEF DESCRIPTION OF THE DRAWINGS

図1は、鋼の応力-歪み曲線を示す模式図である。

図2は、冷却速度とYRとの関係を示すグラフである。

図3は、冷却水温とYRとの関係を示すグラフである。

図4は、アップセット溶接部の靱性測定の結果を示すグラフである。

図5は、旧オーステナイト粒度と、衝撃曲げ試験時の割れ発生の有無との関係を示すグラフである。

DESCRIPTION OF THE PREFERRED EMBODIMENTS

以下に本発明の内容について詳細に説明する。本発明の高耐衝撃性鋼管は、請求項11に記載したように、鋼中に質量比で、C：0.19～0.35%、Si：0.1～0.3%、Mn：0.5～1.6%、P：0.025%以下、S：0.02%以下、Al：0.010～0.050%、B：2～35ppm、Ti：0.005～0.05%を必須成分として含有し、Nb：0.005～0.050%、V：0.005～0.070%、Cu：0.005～0.5%、Cr：0.005～0.5%、Mo：0.1～0.5

%、Ni : 0.1~0.5%、Ca : 0.01%以下、希土類元素 (REM) : 0.1%以下のグループ中から選択された選択成分を任意に含有させた鋼管を誘導加熱したうえ、水冷焼入することにより製造される。各成分の数値限定の理由は次のとおりである。

Cはマルテンサイト自体を強化して硬さを向上させるための必須成分であり、1700MPa以上のTSを得るためには少なくとも0.19%が必要である。しかし、Cが過剰になるとマルテンサイト組織が脆くなり焼入れの際に破壊する焼割れを招くので、0.35%以下とする。なお請求項1のTSが1700MPa以上でYRが72%以下である鋼管を得るためにはCを0.21%程度とし、請求項2のTSが1800MPa以上、YRが70%以下である鋼管を得るためにはCを0.24%程度とし、請求項3のTSが1900MPa以上、YRが68%以下である鋼管を得るためにはCを0.28%程度とし、請求項4のTSが2000MPa以上、YRが66%以下である鋼管を得るためにはCを0.30%程度とすることが好ましい。

Si、Mn、Tiは何れも焼入れ時におけるオーステナイトからのマルテンサイト変態を促進する成分であり、Si : 0.1~0.3%、Mn : 0.5~1.6%、Ti : 0.005~0.05%の各数値限定範囲よりも少ないと焼入れ性が低下して残留オーステナイトや残留フェライトを生じ、所期の材料特性を得られない。逆に上記の数値限定範囲を超えると、焼割れや偏析の原因となるので好ましくない。特にMnについては焼入れ性をより安定させるには1.0%以上が望ましい。なお、TiはNを固定することにより、焼入れ性を向上させる作用を持つ。

Bはフェライトの析出を抑制する成分であるが、鋼中にガス成分として含まれるNと結合してBNとなるとその効果が失われるため、2ppm以上とする。しかし35ppmを超えると偏析介在物となる。PとSは偏析介在物となりマルテンサイト組織を脆くするため、P : 0.025%以下、S : 0.02%以下とする必要がある。Alは脱酸剤であり0.010%未満では脱酸効果が不十分となり、0.050%を超えるとその酸化物が結晶間介在物となるので好ましくない。

NbとVはマルテンサイト組織中に析出物を生じて転位の通過を妨げることにより、強度を向上させる析出強化成分である。Cu、Cr、Mo、Niはマルテンサイト結晶中に固溶されて転位の通過を妨げることにより、強度を向上させる固溶強化成分である。なおCr、Moは析出強化成分としても作用する。これらの成分は強度増

加に寄与するが、コストアップ要因となるうえ過剰の添加は偏析介在物となるため、Nb : 0.005~0.050%、V : 0.005~0.07%、Cu : 0.005~0.5%、Cr : 0.005~0.5%、Mo : 0.1~0.5%、Ni : 0.1~0.5%が適当である。

Caと希土類元素 (REM) は介在物の形態制御に寄与する成分であるが、過剰の添加はマルテンサイト組織の破壊につながる有害な偏析を招くので、Ca : 0.01%以下、REM : 0.1%以下が適当である。なおこれらのNb、V、Cu、Cr、Mo、Ni、Ca、希土類元素 (REM) は必須成分ではなく、必要に応じて添加される選択成分である。希土類元素 (REM) としては例えばY、La、Ce、Smを用いることができる。

本発明では、上記組成の鋼からなる鋼管を電縫溶接により製造したのち、高周波加熱用のワークコイルに通して900℃以上に誘導加熱し、オーステナイト状態から水冷焼入する。このとき鋼管をコンベヤ上で連続搬送しながら固定されたワークコイル及び水冷焼入装置に通しても、鋼管を固定しておきワークコイル及び水冷焼入装置を移動させる方法を採用してもよい。

この水冷焼入によりオーステナイトからマルテンサイトへの変態が瞬時に生ずると同時に、変態歪みに伴い7~8%程度の膨張が発生し、マルテンサイト組織中の転位密度が急激に増加する。なお転位密度の測定は、JISによる引張試験を行なった後の試験片を透過電子顕微鏡により観察し、 $1\mu\text{m} \times 1\mu\text{m}$ の視野当たりの転位数を10視野で測定し、その平均値を取る方法で行なわれる。転位密度は単位体積当たりの転位長さで表すので、その単位は mm^{-2} となる。

前記したように本発明品の転位密度は $10^{10} \sim 10^{14} \text{mm}^{-2}$ であり、従来品の転位密度が $10^8 \sim 10^9 \text{mm}^{-2}$ であるのに比べて、極めて高密度となっている。このような高転位密度を実現したことにより降伏点が低下し、本発明の高耐衝撃性鋼管は従来品に比較して高TSでありながら、低YRとなる。

このように高TS、低YRの高耐衝撃性鋼管を得るためには、水冷焼入の冷却速度を $100^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上とすることが好ましい。図2は冷却速度とYRとの関係を示すグラフであり、 $100^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上とすることによってYRの急激な低下が見られる。これは急冷によって急激に変態歪みが発生し、転位密度を増加させるためと考えられる。

また高TS、低YRの高耐衝撃性鋼管を得るためには、水冷焼入の冷却水温を、35℃以下とすることが好ましい。図3に示すように、冷却水温が上昇するとYRが上昇する。これは冷却水温の上昇とともに焼入れが不十分となり、理想的なマルテンサイト変態が実現できなくなるためと考えられる。

このようにして得られた本発明の高耐衝撃性鋼管は、従来品に比較してはるかに高強度でありながら低YRであるから、自動車のドアインパクトビーム、バンパー用材料、バンパー補強用材料等の衝撃吸収エネルギーを必要とされる部材として用いれば、優れた衝撃吸収性能を発揮することができる。また従来品とは異なり0.1%耐力を採用したため、0.2%耐力に基づいて算出されていた衝撃吸収能力に比較して、図1に水平ハッチングで示す面積分だけ衝撃吸収能力が増加することとなり、実際の衝突時における衝撃吸収性能との相関がよりの確になる。このため高強度であることとあいまって、限界付近までの軽量化を図ることができる。このため超軽量、高衝突安全性を兼ね備えた衝撃吸収部材を提供することが可能となる。

ところで、本発明の高耐衝撃性鋼管はオーステナイトからのマルテンサイト変態を促進するために、Si : 0.10~0.30%、Mn : 0.5~1.6%を必須的に含有させ、引張強度1700MPa 以上の高強度を達成したものである。そしてさらに、SiとMnを $(Mn/8) - 0.07 \leq Si \leq (Mn/8) + 0.07$ の式を満足するように制御することによって、電縫溶接部の靱性低下を防止した点に最大の特徴がある。図4はアップセット溶接部の靱性測定の結果を示すグラフであり、Si量が上記の範囲内にあるときに相対シャルピー吸収エネルギーが最大となることが確認された。

なお、相対シャルピー吸収エネルギーは-40℃でのSi=Mn/8の成分のシャルピー吸収エネルギーを1とした時の $Si = (Mn/8) + \alpha$ ($\alpha = -0.30 \sim +0.30$) の成分のシャルピー吸収エネルギーの相対値である。

本発明のように、鋼中にC、Mnを添加して1700MPa 以上の高強度化を図った鋼管は、低強度の鋼管に比べて融点が低く、電縫溶接する際に熔融させる金属の表面に生成される酸化物の粘性が相対的に低くなる。このため溶接部の酸化物残留に影響するSi量を上記のように制御して酸化物を排除することが、溶接部の靱性低下を防止するうえで特に重要となるものと思われる。

さらに請求項9に示すように、高周波焼入れにて95%以上マルテンサイト組織とし、かつ旧オーステナイト粒度番号6番以上とすることが、特に低温衝撃曲げ特性を確保するうえで好ましい。図5は旧オーステナイト粒度の異なる高耐衝撃性電縫鋼管（引張強度1700MPa）について衝撃曲げ試験を行い、割れ発生の有無を観察した結果を示すグラフであり、旧オーステナイト粒度番号6番以上の微細結晶とすることによって、低温衝撃曲げ特性に優れた鋼管となることが分かる。なお結晶の細粒化は、例えば焼入温度の低温化、焼入前組織の細粒化、Nb、V、Ti等の添加元素の効果によって可能である。旧オーステナイト粒度測定は、通常用いられるオーステナイト粒界現出液により母材の旧オーステナイト粒界を現出後に切断法又は画像解析で行えばよい。

ところで、断面形状は丸型あるいは角型の何れをも含むものとする。

断面が角型の角鋼管を製造する方法としては、電縫溶接工程の後に成形ロールを用いて角成形する方法と鋼帯から連続的に折り曲げ成形を行って電縫溶接時に角成形する方法とがある。

後者の場合には超高強度材とするために板厚を薄く設計すると溶接時のアプセット量を確保しにくくなり、酸化物の残留の危険性が高くなることが考えられた。しかし、この場合でも、本発明では酸化物残留に影響するSi量を前記のように制御することにより、酸化物を排除し、溶接品質を安定させることができるので溶接部の靱性低下は避けられる。

ドアインパクトビーム等が変形して衝撃エネルギーを吸収する場合、角部への負荷が辺部への負荷に比べて大きいと考えられた。これに対し、前者の製造方法のとき、成形ロールを通る前に溶接部を検知し、溶接部が角に来ないようにしている。また、後者の製造方法のとき、折り曲げ成形を行って角成形を行っているため、溶接部が角に来ることはない。このように、この角部を溶接部から外すことが確実にでき、母材の高いエネルギー吸収性能を生かすことができる。さらに、角鋼管にすることにより同断面積の丸鋼管より断面係数を大きくすることも可能である。したがって、本特許は断面を角型にした角型鋼管を採用することによって丸型鋼管よりさらにエネルギー吸収能力を高め、信頼性を上げることができると考えられる。

以下に本発明の実施例を示す。

Example 1

表1に示す各組成の鋼からなる電縫鋼管を製造し、コンベヤ上を一定速度で移動させてワークコイルに通すことにより誘導加熱したうえ隣接する水冷焼入装置で常温まで急冷した。冷却速度と冷却水温は表2に示した。切り出した試験片を引張試験機にかけて0.1%耐力と破断強度を測定した。また引張試験後の試験片を透過電子顕微鏡により観察し、転位密度を測定した結果も表2に示した。

表 1

	実施例 1	実施例 2	実施例 3	実施例 4	実施例 5	実施例 6	実施例 7	実施例 8
C(%)	0.21	0.24	0.28	0.28	0.30	0.30	0.35	0.30
Si(%)	0.22	0.23	0.21	0.21	0.20	0.20	0.21	0.20
Mn(%)	1.41	1.43	1.41	1.41	1.44	1.44	1.40	1.00
P(%)	0.021	0.021	0.018	0.018	0.016	0.016	0.020	0.018
S(%)	0.005	0.003	0.003	0.003	0.003	0.003	0.004	0.003
Al(%)	0.025	0.030	0.025	0.025	0.026	0.026	0.023	0.025
B(ppm)	13	11	10	10	10	10	11	10
Ti(%)	0.028	0.030	0.027	0.027	0.027	0.027	0.026	0.025
Nb(%)	-	0.032	0.032	0.032	-	-	-	0.030
V(%)	0.033	0.030	0.035	0.035	-	-	-	-
Ni(%)	-	-	-	-	-	-	0.3	-
Cr(%)	-	-	-	-	0.15	0.15	0.15	-
Cu(%)	0.10	-	-	-	-	-	-	-
REM(%)	-	-	-	0.004	-	-	-	-
Ca(%)	-	-	-	-	-	0.0027	0.0028	-

表 2

	実施例 1	実施例 2	実施例 3	実施例 4	実施例 5	実施例 6	実施例 7	実施例 8
加熱温度 (°C)	900	900	900	900	900	900	900	900
冷却速度 (°C/秒)	150	200	200	170	200	200	200	200
冷却水温 (°C)	30	30	30	30	30	30	30	30
転位密度 (mm ⁻²)	10 ¹²	10 ¹³	10 ¹³	10 ¹³	10 ¹³	10 ¹⁴	10 ¹⁴	10 ¹⁴
0.1%耐力 (MPa)	1187	1209	1255	1247	1312	1303	1340	1290
引張強度 (MPa)	1722	1861	1930	1908	2050	2083	2125	2030
降伏比 (%)	69	65	65	65	64	63	63	64

以上に説明したように、本発明の高耐衝撃性鋼管は従来品よりも高強度、低降伏比の材料特性を備えたものであるうえ、0.1%耐力を採用したことにより衝撃吸収特性を正しく反映したものとなるから、限界付近までの軽量化を図った超軽量、高衝突安全性のドアインパクトビーム、バンパー用材料、バンパー補強用材料等の衝撃吸収エネルギーを必要とされる部材に適したものとなる。また本発明の製造方法によれば、このような高耐衝撃性鋼管を安定して製造することが可能となる。

Example 2

表 3 に示す各種組成の電縫鋼管を製造し、引張強度、溶接部強度／本体部分の引張強度の比、低温衝撃曲げにおける割れの有無などを測定し、表中に記した。また $\alpha = \text{Si} - \text{Mn} / 8$ の値及び旧オーステナイト粒度番号も表中に記した。実施例 9～13 と比較例 1～3 は丸型の電縫鋼管、実施例 14, 15 と比較例 4 は正方形断面の角型電縫鋼管の例である。

表 3

	実施 例 9	実施 例10	実施 例11	実施 例12	実施 例13	実施 例14	実施 例15	比較 例 1	比較 例 2	比較 例 3	比較 例 4
C	0.24	0.28	0.28	0.30	0.33	0.28	0.30	0.30	0.30	0.30	0.30
Si	0.15	0.24	0.13	0.20	0.20	0.14	0.15	0.10	0.30	0.30	0.35
Mn	1.41	1.43	1.25	1.43	1.44	1.30	1.35	1.50	1.00	1.00	1.00
P	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02
S	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.003	0.005	0.005	0.005	0.005
Al	0.028	0.023	0.026	0.022	0.029	0.025	0.025	0.024	0.022	0.022	0.026
B	13	12	10	14	11	12	14	10	13	13	13
Ti	0.025	0.026	0.024	0.024	0.025	0.024	0.025	0.026	0.026	0.026	0.027
Nb		0.03						0.03			
V	0.03					0.03					
Ni			0.03								
Cr				0.15	0.13		0.15				
Cu											
REM											
Ca					0.03						
α	-0.03	+0.06	-0.03	+0.02	+0.02	-0.02	-0.02	-0.09	+0.18	+0.18	+0.23
粒度 番号	7	6	7	7	7	7	7	7	7	5	7
強度	1861	1908	1911	1995	2125	1925	2015	2005	1992	1907	1985
溶接部 強度比	1.2	1.3	1.8	1.4	1.3	1.2	1.3	0.5	0.4	0.4	0.4
低温衝 撃曲げ	○	○	○	○	○	○	○	○	○	×	×

なお、表中における組成は質量%（ただしBのみ質量ppm）で残部Feと不可避免の不純物、低温衝撃曲げ欄の○は-60℃の低温条件下で衝撃曲げ試験を行った場

合に割れが発生しなかったもの、×は割れが発生したものを意味する。強度は引張強度でありその単位はMPa である。また成分含有量の空白は、無添加を意味する。

表に示さなかったが、実施例14, 15での最大の衝撃吸収エネルギー量は若干実施例9～13に比べて大きかった。これは断面係数が大きくなったからと考えられる。

このように、本発明の断面形状が丸型または角型である高耐衝撃性電縫鋼管は強度と靱性に優れることはもちろん、電縫溶接部近傍における強度及び靱性低下がなく、ドアインパクトビームバンパー用材料、バンパー補強用材料等の衝撃吸収部材として用いるに適したものである。

Claims

1. 引張強度TSが1700MPa以上であり、0.1%耐力YSと引張強度TSとの比(YS/TS)であるYRが72%以下であることを特徴とする高耐衝撃性鋼管。
2. 引張強度TSが1800MPa以上であり、0.1%耐力YSと引張強度TSとの比(YS/TS)であるYRが70%以下であることを特徴とする高耐衝撃性鋼管。
3. 引張強度TSが1900MPa以上であり、0.1%耐力YSと引張強度TSとの比(YS/TS)であるYRが68%以下であることを特徴とする高耐衝撃性鋼管。
4. 引張強度TSが2000MPa以上であり、0.1%耐力YSと引張強度TSとの比(YS/TS)であるYRが66%以下であることを特徴とする高耐衝撃性鋼管。
5. 引張強度TSが1700MPa以上であり、かつ、鋼中に存在するSi量を $(Mn/8) - 0.07$ 以上、 $(Mn/8) + 0.07$ 以下(質量%)の範囲に制御したことを特徴とする高耐衝撃性電鍍鋼管。
6. 転位密度が $10^{10} \sim 10^{14} \text{ mm}^{-2}$ であることを特徴とする請求項1～4の何れかに記載の高耐衝撃性鋼管。
7. 鋼中に、質量%で、C : 0.19～0.35%、Si : 0.10～0.30%、Mn : 0.5～1.60%、P : 0.025%以下、S : 0.01%以下、Al : 0.010～0.050%、B : 2～35ppm、Ti : 0.005～0.05%を必須成分として含有することを特徴とする請求項1～5の何れかに記載の高耐衝撃性鋼管。
8. 鋼中に、質量比で、更に、Nb : 0.005～0.050%、V : 0.005～0.070%、Cu : 0.005～0.5%、Mo : 0.1～0.5%、Ni : 0.1～0.5%、Ca : 0.01%以下、希土類元素(REM) : 0.1%以下のグループから選択された1種または2種以上の成分を含有することを特徴とする請求項7に記載の高耐衝撃性鋼管。
9. 高周波焼入れにて95%以上マルテンサイト組織とし、かつ、旧オーステナイト粒度番号6番以上としたことを特徴とする請求項1～5の何れかに記載の高耐衝撃性鋼管。
10. 断面形状が丸型あるいは角型であることを特徴とする請求項1～5の何れかに記載の高耐衝撃性鋼管。
11. 鋼中に、質量%で、C : 0.19～0.35%、Si : 0.10～0.30%、Mn : 0.5～1.6

0%、P : 0.025%以下、S : 0.01%以下、Al : 0.010~0.050%、B : 2~35ppm、Ti : 0.005~0.05%を必須成分として含有し、更にNb : 0.005~0.050%、V : 0.005~0.070%、Cu : 0.005~0.5%、Mo : 0.1~0.5%、Ni : 0.1~0.5%、Ca : 0.01%以下、希土類元素 (REM) : 0.1%以下のグループから選択された1種または2種以上の成分を含有させた鋼管を誘導加熱後、水焼入れすることを特徴とする請求項1~5の何れかに記載の高耐衝撃性鋼管の製造方法。

12. 水冷焼入れの冷却速度を100℃/sec以上としたことを特徴とする請求項11に記載の高耐衝撃性鋼管の製造方法。

13. 水冷焼入れの冷却水温を35℃以下としたことを特徴とする請求項11又は12に記載の高耐衝撃性鋼管の製造方法。

要 約 書

本発明は、強度と靱性に優れ、電縫溶接部近傍における靱性低下のない高耐衝撃性電縫鋼管を提供するもので、断面形状が丸型あるいは角型の高耐衝撃性鋼管であり、引張強度TSが1700MPa以上であり、0.1%耐力YSと引張強度TSとの比(YS/TS)である降伏比YRが72%以下である高耐衝撃性鋼管である。本発明では鋼中に存在するSi量を $(Mn/8) - 0.07 \sim (Mn/8) + 0.07$ の範囲に制御することによって、溶接部の靱性を向上させた。その鋼の組成は、鋼中にC : 0.19~0.35%、Si : 0.10~0.30%、Mn : 0.5~1.60%、P : 0.025%以下、S : 0.01%以下、Al : 0.010~0.050%、B : 2~35ppm、Ti : 0.005~0.05%を必須成分として含有するものである。本発明による鋼管は、誘導加熱したうえ、100°C/s以上の冷却速度で水冷焼入することにより得られた95%以上マルテンサイト組織と、旧オーステナイト粒度番号6番以上の組織を含む鋼でできた鋼管であり、本発明は上記の鋼管の製造方法をも含む。